第30卷 第1期 材 料 研 究 学 报 Vol. 30 No. 1
2016年1月 CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH January 2016

表面处理对近片层γ-TiAl合金拉伸性能的影响*

杨镇骏 孙红亮 黄泽文 朱德贵 王良辉

(西南交通大学材料先进技术教育部重点实验室 成都 610031)

摘 要 研究了表面处理对近片层γ-TiAl合金Ti-45Al-5Nb-1W-1B(原子分数, %)拉伸性能的影响。研究表明: 喷丸试样在室温和高温下都具有最高的抗拉强度, 车削加工试样的室温抗拉强度与喷丸试样接近, 但是高温抗拉强度明显降低。电解抛光试样的室温抗拉强度最低, 但是高温抗拉强度与喷丸试样类似, 都显著提高。喷丸和车削加工试样都出现一个压应力区, 但是喷丸还出现一个大约300 μm厚的变形区, 其压应力明显比车削加工试样的大, 同时压应力的引入使裂纹萌生的位置也发生了变化。

关键词 金属材料, 结构材料, 抗拉强度, 表面处理, γ-TiAl合金

分类号 TG146 文章编号 1005-3093(2016)01-0075-06

Effect of Surface Treatment on Tensile Property of A Near Lamellar Gamma-based TiAl-alloy

YANG Zhenjun SUN Hongliang** HUANG Zewen ZHU Degui WANG Lianghui

(School of Materials Science and Engineering, Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

*Supported by National Natural Science Foundation of China No.51201141 and the Fundamental Research Funds for the Central Universities No. 2682014CX005.

Manuscript received January 26, 2015; in revised form April 2, 2015.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (028)87634177, E-mail: sunhl@home.swjtu.edu.cn

ABSTRACT Effect of surface treatment on tensile property of a near lamellar gamma-based TiAl-alloy Ti-45Al-5Nb-1W-1B (atom fraction, %) has been investigated. The results show that the highest tensile strength of the alloy at room temperature and high temperature can be achieved by shot peening. The alloy processed by turning possesses a tensile strength close to that of shot penned one at room temperature, however a dramatic decline at high temperature. Electro polishing leads to the lowest tensile strength at room temperature, but a tensile strength at high temperature as high as that of shot penned one. Although the residual compressive stress can be introduced by shot peening and turning, besides a surface layer of deformation can also be caused by the former, therefore the compressive residual stress induced by shot penning is higher than that by turning. Meanwhile, crack initiation has been transferred from surface to subsurface because of the existence of the residual compressive stress.

KEY WORDS metallic materials, structural materials, tensile strength, γ-TiAl alloy, surface treatment

γ-TiAl合金具有低密度、高弹性模量以及良好的高温强度、抗蠕变和阻燃性等特点, 已成为航空航天和汽车高温部件的候选材料[1-4]。但是, γ-TiAl合金是一种半脆性材料, 其塑性和断裂韧性比传统钛合金和镍基超合金的低, 在一定程度上制约了其工业应用。更为重要的是, 这种特性使其裂纹扩展曲线陡峭, 即起裂门槛值K_{th}和最终失效时的最大应力强度因子K_{max}之间的差距相对较小。因此γ-TiAl合金中裂纹扩展寿命很短, 裂纹萌生成为寿命的主要部分[5-8]。表面质量对γ-TiAl合金的力学性能, 特别是对裂纹萌生抗性有很大影响[9, 10]。因为力学性能对表面缺陷十分敏感, 在受力加载条件下容易在缺陷处产生应力集中, 使试样提前断裂。很多研究[11, 12]都注意到了表面质量对于γ-TiAl合金力学性能影响

* 国家自然科学基金51201141和中央高校基本科研业务费2682014CX005资助项目。
2015年1月26日收到初稿; 2015年4月2日收到修改稿。
本文联系人: 孙红亮
DOI: 10.11901/1005.3093.2015.057

的重要性, 但是多关注于疲劳性能的影响。抗拉强度也是一种重要的力学性能指标, 对于结构材料尤为重要[13-15]。目前对γ-TiAl合金皆进行拉伸性能测试, 但更多的分析基于稳定的组织结构。作为一种高性能的高温结构材料, γ-TiAl合金的实际服役环境很复杂, 测试其在真实环境中的力学性能是保证零件可靠稳定工作的基础。尤其是对于已经证实在室温下对其力学性能有影响的表面处理, 更有必要探索其对其高温拉伸性能的影响, 以完善其力学性能数据库。

本文将表面质量对γ-TiAl合金力学性能的影响与室温、高温拉伸性能结合起来, 基于室温和高温拉伸性能的各自特点, 研究不同表面处理后试样的表面形貌特征、组织变化、室温和高温抗拉强度、断口形貌等, 着重研究表面应力对拉伸性能的影响, 分析室温和高温拉伸性能与不同表面处理之间的联系。

1 实验方法

实验用材料的名义成分(原子分数, %)为Ti-45Al-5Nb-1W-1B, 经二次真空电弧重熔后用冷壁坩埚磁悬浮熔炼炉在氩气中制成直径为100 mm的铸锭。随后进行热等静压处理(1250℃, 150 MPa, 4 h), 随炉冷却得到致密的近片层组织。

将铸锭切割加工成直径5 mm、长50 mm的试样(图1)。试样分为A, B, C三个组, 每组6根。A组为直接车削加工; B组为车削加工+表面喷丸; C组为车削加工+电解抛光。B组的喷丸工艺为: 使用直径为0.4−0.5 mm的氧化锆陶瓷球, 喷射压力5×10^5 Pa。C组的电解抛光工艺为: 使用的电解液为59%甲醇+35%正丁醇+6%高氯酸(体积分数), 温度−30℃左右, 电压为20 V。使用HXD-1000TM型数字式显微硬度计测试经不同表面处理的样品的表层显微硬度, 压头载荷100 g, 加载时间15 s。使用WDW3100微机控制电子万能试验机测试拉伸性能, 拉伸速率

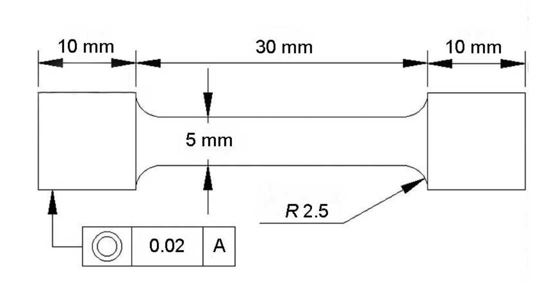


图1 拉伸试样示意图

Fig.1 Schematic of tensile specimen

8.7×10^{-5} s^{-1}。在Quanta 200 ESEM环境扫描电镜上利用二次电子和背散射电子成像技术观察试样微观组织, 加速电压20 kV。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

图2给出了合金在热等静压后的背散射显微组织。可以看出, 合金的显微组织为近片层组织(near lamellar, NL)。该合金由大量的$\alpha_2+\gamma$片层晶团和分布于晶团之间的等轴γ晶粒, 以及分布在晶界的呈白亮色的B2+ω相组成。

2.2 显微硬度

3组样品的显微硬度从表面到内部的变化, 如图3所示。可以看出, A组和B组样品都出现了明显的加工硬化现象, A组曲线出现了一些上下波动, 但整体趋势在350(HV0.1)左右; 不同的是, B组样品经过喷丸处理后外表层硬度上升。这是喷丸引入的压应力导致表层组织产生了塑性变形的结果。与车削

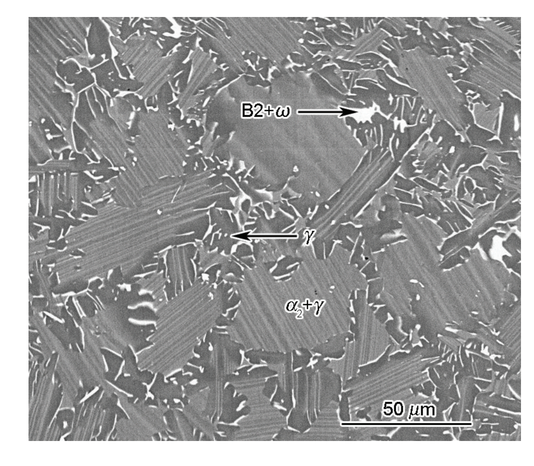


图2 合金微观组织背散射图像

Fig.2 Back scattered electron (BSE) SEM image of specimen

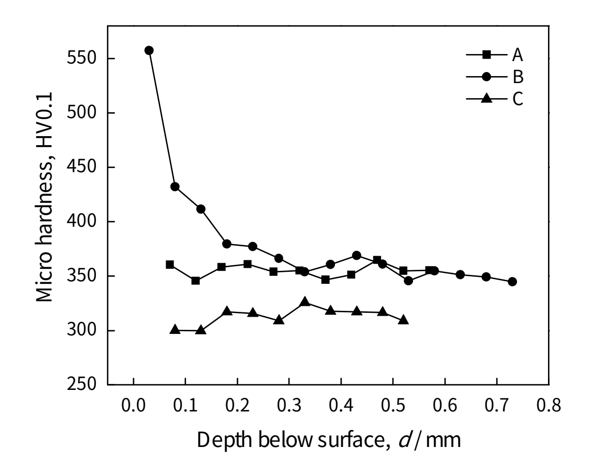


图3 样品表层显微硬度

Fig.3 Microhardness for surface of the specimens

加工的A组相比, 喷丸影响层的厚度大约为300 μm; C组出现了与A、B两组明显不同的变化趋势, 整体硬度都小于A组与B组, 大约只有310(HV0.1)。电解抛光可以减弱甚至消除残余应力[16], 因此通过数据分析发现车削加工所产生的压应力层已经被完全消除, C组的测试结果反映的就是合金的真实硬度。

2.3 表面形貌

图4给出了样品不同加工表面状态的微观形貌。从图4a可以明显看出, 与B组和C组相比, 在车削加工表面出现了高低不平的车削加工痕迹。这些痕迹可能成为裂纹萌生的位置, 其硬度的波动性也与粗糙的表面有一定的关系。

对B组的车削加工表面进行喷丸处理, 喷丸的强力撞击在样品磨削表面产生了较多凹坑(图4b), 表层因喷丸产生塑性变形。可以看出, 车削加工后高低不平的表层在喷丸撞击下凹处被挤压变形趋于填平, 同时形成压应力区。与A组车削加工样品相比, 其表面比较平整, 质量得到了改善。图4d是垂直于喷丸表面的局部放大图, 可见片层在喷丸撞击下发生了弯曲, 在一定程度上改变了变形区内片层的取向。

C组样品在电解抛光前经过了车削加工, 样品表面平整光滑, 表面粗糙度进一步降低, 其微观组织如图4c所示。可以看出, 电解抛光后的样品表面平整光滑, 没有缺陷。

2.4 拉伸性能

具有3种表面状态的合金, 其室温和高温的拉伸性能如表1所示。从表1可以看出, A组和B组的室温抗拉强度基本相同, 都为605 MPa左右, 而C组的抗拉强度很低, 只有约506 MPa。表面质量最好的电解抛光C组的抗拉强度最低, 这似乎与TiAl合金本身固有的较高的表面敏感度不符。产生这种现象的主要原因是, 在A组和B组试样表层存在残余压应力区。压应力使裂纹萌生从最表层移动到了次表层, 从而减弱了表面质量不同对拉伸性能的影响[17]。同时, 压应力造成的变形区使表层组织产生部分的变形, 晶格发生畸变而产生位错运动, 内部的位错密度因位错的萌生与增殖机制的激活而升高。

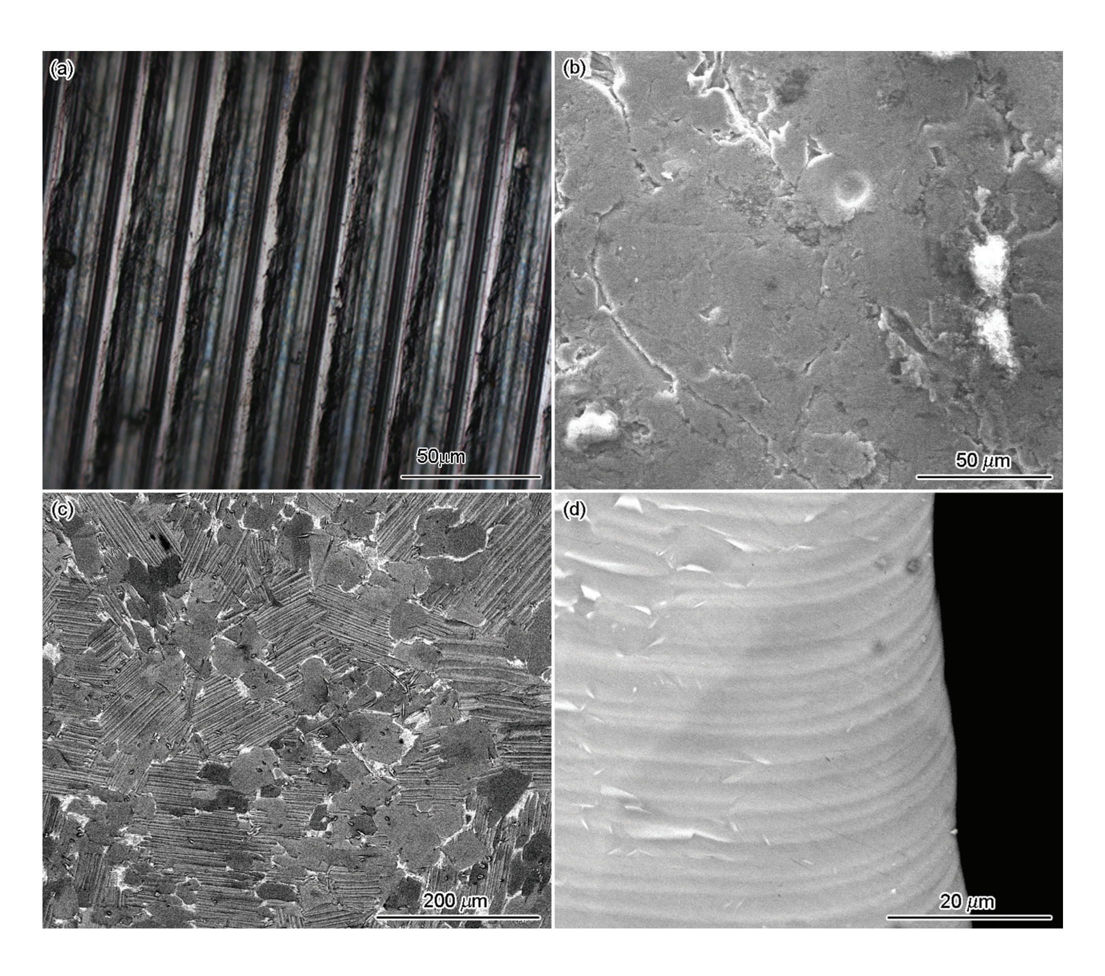


图4 不同加工状态样品表面形貌

Fig.4 Images of different surface processing conditions, (a) turning, (b) shot peening, (c) electro polishing, (d) perpendicular to the shot-peening surface

随着不同滑移系位错的启动以及位错密度的增大, 位错之间相互交截的情况亦增强, 使滑移的阻力显著提高, 裂纹的萌生和扩展变得困难, 结果是试样的抗拉强度提高。

与室温拉伸性能相比, 高温拉伸则表现出不同的性能变化特征。A组的高温抗拉强度最低, 只有575.56 MPa, C组的稍高些, 为587.25 MPa, B组最高, 为635.66 MPa。在高温下金属晶粒内和晶界上的原子扩散、位错运动和晶体滑移较室温时相对容易[18], 导致合金内部压应力的释放。这是A组的抗拉强度在高温大幅度的下降的主要原因。同时, 由于A组表面质量比B和C组的差些, 在高温拉伸时氧的进入降低了凹陷处(缺陷处)的裂纹萌生抗性, 使其过早开裂[19]。值得注意的是, B组和C组的高温抗拉强度比室温都明显提高, 尤其是C组上升幅度达到了16%左右, 主要与高温变形过程中内应力释放和位错强化有关。

表1 3种表面状态下室温和高温拉伸性能对比

Table 1 Comparison of room- and high-temperature tensile properties for three surface conditions

Group	σ_b / MPa	
	25°C	700°C
A	604.96	575.56
B	605.06	635.66
C	506.87	587.25

2.5 拉伸断口形貌

图5给出了3种表面状态试样的室温和高温拉伸断口以及局部特征的SEM像。可以看出, 拉伸试样的断口处较为平整, 无明显宏观塑性变形, 属于典型的脆性断裂。由于材料的脆性特点, 裂纹的萌生区、扩展区以及瞬断区可能叠加在一起。从断口微观组织形貌可见, 室温和高温拉伸试样的断裂方式主要都为穿晶解理断裂, 可见明显的河流状花纹和解理台阶。但是高温断口的起伏明显大于室温断口, 二次裂纹导致的晶团剥落痕迹, 如图5b, d, f所示。从图5g可见硼化物的脱落条, 说明其作为一种陶瓷相在合金中分布有一定的随机性。其与基体材料的结合强度不高, 容易成为裂纹萌生点, 加速裂纹的扩展[11]。

2.6 讨论

硬度测试结果表明, B组喷丸样品有一个大约300 μm厚的压应力和塑性变形影响区, 更深处与A组一样都为车削加工的影响区, 其压应力远小于喷丸带来的效果; 而C组电解抛光的样品也因车削加工而有一个压应力区。从硬度测试结果可见, 在电解抛光时车削加工的压应力层已经完全去除。这表明, C组试样的抗拉强度是合金的真实抗拉强度。对比A组和B组试样室温测试结果可以发现, 压应力层的确可提高γ-TiAl合金室温拉伸性能。

值得注意的是, A组和B组室温抗拉强度相差不大。而喷丸影响层大约有300 μm, 其硬度测试结果显示该区域喷丸产生的压应力远比车削加工的影响大。如果在这个范围内裂纹萌生, 则B组喷丸的抗拉强度应该比直接车削加工的A组高, 但是测试结果却相近。这表明, 裂纹不是在这个区间萌生, 而是在表层下超过300 μm处。这也印证了压应力变形区使裂纹萌生位置从最表层移到了次表层。

比较合金高温拉伸性能可以发现, B组和C组的高温抗拉强度分别高于其室温抗拉强度。只有A组车削加工试样符合经典的高温拉伸的一些特征, 其抗拉强度呈现减小的趋势。在高温拉伸过程中出现压应力的释放, 再加上氧在高温环境下在车削加工表面上凹陷处富集, 使裂纹萌生的抗性降低, 导致A组样品高温抗拉强度下降。这个结果, 也与这种材料较高的表面缺陷敏感性相符。而B组和C组拉伸试样的高温强度反而提高, 主要与位错强化有关[20, 21]。γ-TiAl合金具有有序的$L1_0$结构, 与面心立方(fcc)类似, 其主要变形方式是滑移和孪生, 都发生在{111}密排面上。但是此面上的[110]方向和[101][011]方向并不等价, 这使合金滑移分成了两种类型: 一种是普通位错 $a/2$[110]; 一种是超位错 a[101]。对于片层结构, 低温下的主要变形方式是孪生和 $a/2$[110]普通位错, 而在高温下超位错变形十分明显。其结果是, 在高温变形过程中位错移动壁垒增大, 使抗拉强度比室温时提高。但是, 电解抛光使高温抗拉强度提高了16%, 而喷丸样品却只提升了5%左右。其主要原因是, 在室温下喷丸样品压应力层和变形区使其室温抗拉强度提高, 而在高温下虽然压应力释放导致抗拉强度下降, 但是变形区和位错强化使高温强度又提高。这些因素对抗拉强度的积极作用大于压应力释放的负面作用, 导致其抗拉强度提高。但是, 电解抛光试样在室温不存在使抗拉强度提高的压应力层, 位错的强化使其提高的

幅度反而最大。

3 结　论

1. 表面处理对近片层γ-TiAl合金的拉伸性能有显著的影响。喷丸处理在室温和高温条件下都导致最高的抗拉强度; 直接车削加工样品使室温抗拉强度提高很大, 而高温抗拉强度却呈下降趋势; 电解抛光样品的室温抗拉强度最低, 但是其高温抗拉强度提高最大。

2. 压应力层大大提高了合金抵抗裂纹萌生和扩展的能力, 同时使裂纹萌生位置从最表层移到了次

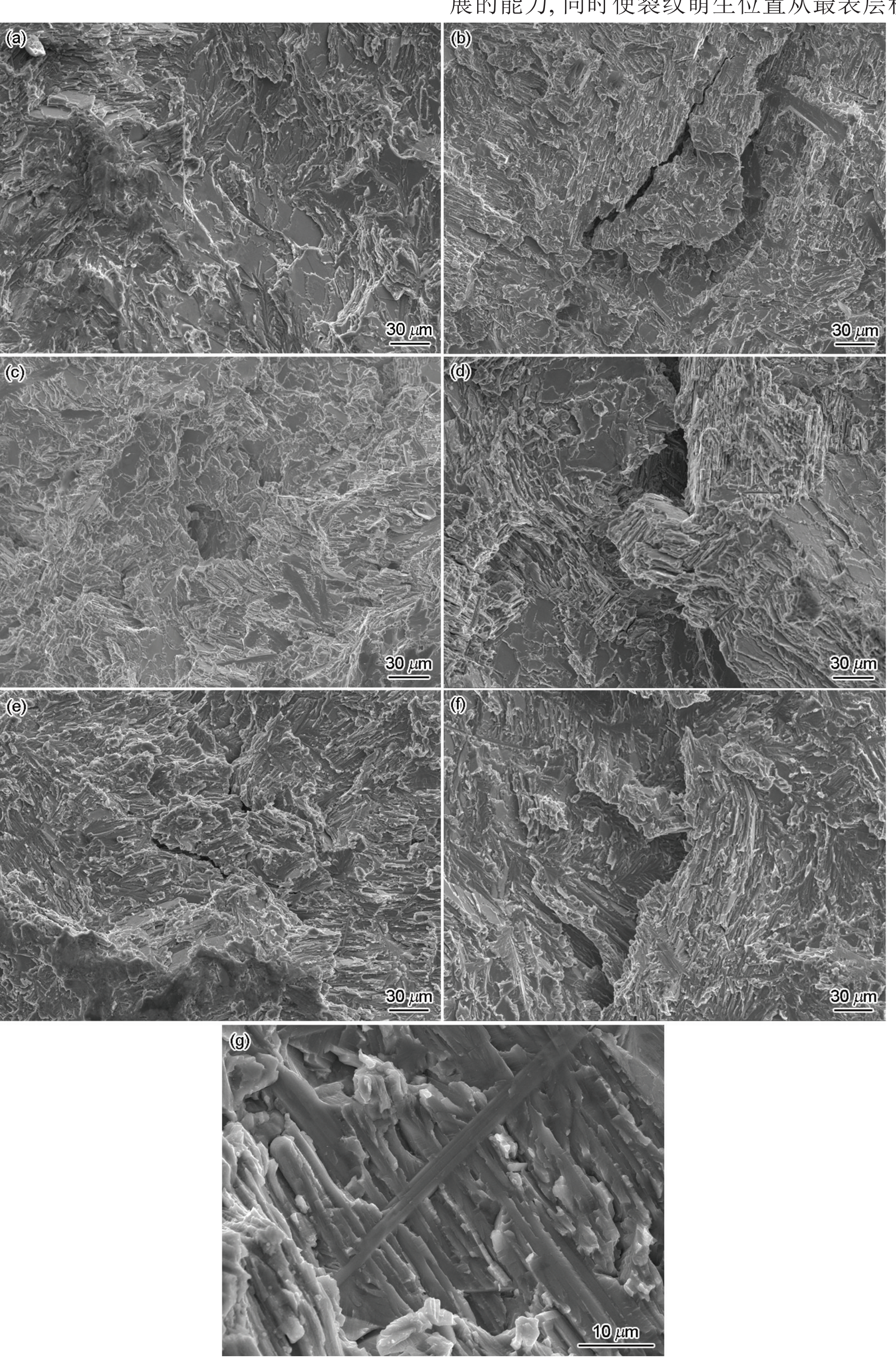


图5 室温与高温拉伸断口以及硼化物剥落带的SEM像

Fig.5 SEM images of tensile fracture for room- (a, c, e) and high- (b, d, f) temperature specimens and magnified spalling area of boride (g), (a, b) group A, (c, d) group B and (e, f) group C

表层, 其提高作用在一定程度下大于表面质量较差产生的负面影响。喷丸处理使样品表面出现一个压应力变形区(厚度大约为300 μm), 在一定程度上改变了变形区内片层的取向。

参 考 文 献

1 SUN Hongliang, YE Fei, HUANG Zewen, ZHU Degui, Effect of isotherm forging on microstructure and mechanical properties of Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si-1B alloys, Chinese Journal of Rare Metals, **33**(4), 476(2009)
(孙红亮, 叶 飞, 黄泽文, 朱德贵, 等温热锻对铌锆TiAl合金组织和力学性能的影响, 稀有金属, **33**(4), 476(2009))

2 B. Godfrey, M. H. Loretto, Origins of heterogeneities in plasma melted ingots of γ-TiAl, Materials Science and Engineering: A, **266**(1), 120(1999)

3 WU Xinhua, Review of alloy and process development of TiAl alloys, Intermetallics, **14**(10), 1120(2006)

4 JIANG Hui, H. David, WU Xinhua, Thermal stability of the omega phase in Zr-containing TiAl alloys, Journal of Alloysand Compounds, **475**(1), 137(2009)

5 A. W. James, P. Bowen, Elevated-temperature crack-growth resistance of TiAl under monotonic and cyclic loading, Materials Science and Engineering: A, **153**(1), 490(1992)

6 W. O. Soboyejo, K. T. V. Rao, S. M. L. Sastry, R. O. Ritchie, Strength, fracture, and fatigue behavior of advanced high-temperature intermetallics reinforced with ductile phases, Metallurgical Transactions A, **24**(3), 589(1993)

7 HUANG Zewen, P. Bowen, Localised cyclic plastic deformation on translamellar fracture surfaces in a P/M gamma-TiAl-based alloy, Acta Mater., **47**(1), 3201(1999)

8 Huang Aijun, D. Hu, M.H. Loretto, Wu Xinhua, The formation of grain boundary gamma during cooling of Ti46Al8Nb, Intermetallics, **17**(5), 288(2009)

9 Huang Zewen, Cong Tao, Microstructural instability and embrittlement behaviour of an Al-lean, high-Nb γ-TiAl-based alloy subjected to a long-term thermal exposure in air, Intermetallics, **18**(1), 170(2010)

10 YU Huichen, DONG Chengli, JIAO Zehui, KONG Fantao, CHEN Yuyong, SU Yongjun, High temperature creep and fatigue behavior and life prediction method of a TiAl alloy, Acta Metallurgica Sinica, **49**(11), 1315(2013)
(于慧臣, 董成利, 焦泽辉, 孔凡涛, 陈玉勇, 苏勇君, 一种TiAl合金的高温蠕变和疲劳行为及其寿命预测方法, 金属学报, **49**(11), 1315(2013))

11 SUN Cai, HUANG Zewen, Effects of varied surface condition on the fatigue behavior of a high-strength gamma-based titanium aluminide alloy, Rare Metal Materials and Engineering, **43**(3), 592(2014)
(孙 才, 黄泽文, 不同表面加工状态对高强度γ-TiAl合金疲劳性能的影响, 稀有金属材料与工程, **43**(3), 592(2014))

12 C. Boonruang, S. Thongtem, Surface modification of TiAl alloy via current heating technique, Applied Surface Science, **256**(2), 486(2009)

13 ZHENG Ruiting, ZHANG Yonggang, CHEN Changqi, CHEN Guoan, Influence of grain boundary on the fracture toughness of full lamellar γ-TiAl alloys, Rare Metal Materials and Engineering, **32**(12), 1005(2003)
(郑瑞廷, 张永刚, 陈昌麒, 陈国安, 晶界对全片层组织γ-TiAl合金断裂韧性的影响, 稀有金属材料与工程, **32**(12), 1005(2003))

14 CAO Rui, ZHANG Ji, YAO Haijun, CHEN Jianhong, Study on crack propagation resistance of fully lamellar TiAl alloy, Journal of Materials Science and Engineering, **24**(3), 344(2006)
(曹 睿, 张 继, 姚海军, 陈剑红, 全层TiAl合金裂纹扩展阻力的研究, 材料科学与工程学报, **24**(3), 344(2006))

15 TANG Jiancheng, HE Yuehui, LIU Wensheng, ZHOU Kechao, ZHANG Junhong, LU Shiqiang, HUANG Boyun, Factors affecting the room-temperature tensile properties of TiAl alloys with full lamellar microstructures, Rare Metal Materials and Engineering, **32**(3), 210(2003)
(唐建成, 贺跃辉, 刘文胜, 周科朝, 张俊红, 鲁世强, 黄伯云, 全层状TiAl合金室温拉伸性能的影响因素, 稀有金属材料与工程, **32**(3), 210(2003))

16 Z. Pala, N. Ganev, The impact of various cooling environments on the distribution of macroscopic residual stresses in near-surface layers of ground steels, Materials Science and Engineering: A, **497**(1), 204(2008)

17 Huang Zewen, Sun Cai, On the role of thermal exposure on the stress controlled fatigue behaviour of a high strength titanium – aluminum alloy, Materials Science and Engineering: A, **615**(1), 40(2014)

18 GAO Yukui, Residual compressive stress field in TC18 ultra-high strength Titanium alloy by shot peening, Rare Metal Materials and Engineering, **33**(11), 1211(2004)
(高玉魁, TC18超高强度钛合金喷丸残余压应力场的研究, 稀有金属材料与工程, **33**(11), 1211(2004))

19 C. T. Liu, Y. W. Kim, Room-Temperature environmental embrittlement in a TiAl alloy, Scripta Metallurgica et Materialia, **27**(5), 602(1992)

20 M. Yamaguchi, H. Inui, K. Ito, High-temperature structural intermetallics, Acta Mater., **48**(1), 321(2000)

21 ZHANG Chunping, ZHANG Kaifeng, Tensile behaviors of fine-grained γ-TiAl based alloys synthesized by pulse current auxiliary sintering, Materials Science and Engineering: A, **520**(1), 103(2009)